

На правах рукописи

Лежнин Никита Владимирович

**ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ, ВЫДЕЛЕНИЙ ДИСПЕРСНЫХ ФАЗ,
МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И КРИТЕРИЕВ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ
СТАЛЕЙ КЛАССА ПРОЧНОСТИ К65 (X80)**

Специальность 05.16.01 -

Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени

кандидата технических наук

Екатеринбург - 2013

Работа выполнена на кафедре термообработки и физики металлов
ФГАОУ ВПО «Уральский федеральный университет имени первого Президента
России Б.Н. Ельцина»

Научный руководитель:

доктор технических наук, профессор Фарбер Владимир Михайлович

Официальные оппоненты:

Яковлева Ирина Леонидовна, доктор технических наук, старший научный сотрудник,
ФГБУН Институт физики металлов Уральского отделения РАН, главный научный
сотрудник лаборатории физического металловедения.

Швейкин Владимир Павлович, доктор технических наук, доцент, ФГАОУ ВПО
«Уральский федеральный университет имени первого Президента России
Б.Н. Ельцина», профессор, директор института дополнительного образования и
профессиональной переподготовки.

Ведущая организация:

ОАО «Уральский институт металлов», г. Екатеринбург.

Защита диссертации состоится «13» декабря 2013 г. в 15 ч. 00 мин. на
заседании диссертационного совета Д 212.285.04 на базе ФГАОУ ВПО «Уральский
федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина» по
адресу: 620002, г. Екатеринбург, ул. Мира, д. 19, К-2, ауд. Мт-329.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке ФГАОУ ВПО «Уральский
федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина»

Автореферат разослан «12» ноября 2013 г.

Ученый секретарь
диссертационного совета

Мальцева Л. А.

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы. Повышение эксплуатационных характеристик магистральных газопроводов высокого давления достигается в настоящее время за счет использования труб высокого класса прочности К65 (Х80). Применение современных технологий (внепечной обработки стали, контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением и др.) позволило производить листовой прокат и, соответственно, сварные трубы высокочистые по неметаллическим включениям и примесям, со сверхмелкозернистой структурой, дисперсионно упрочненные частицами карбонитридов на основе V, Nb, Ti, с агрегатным упрочнением бейнитом/мартенситом при практически полном отсутствии перлита. Это обусловило формирование высокого комплекса свойств: повышенная прочность листа (труб) сочетается с высокой вязкостью.

Использование сварных труб из новых гетерофазных сталей с ультрадисперсной структурой, поставило на одно из первых мест проблему надежности их эксплуатации, в частности, трещиностойкости – способности материала с трещиной деформироваться без разрушения. Наиболее объективная оценка работы трубопроводов дается при проведении полномасштабных пневматических полигонных испытаний. Из-за высокой стоимости и трудоемкости полномасштабные полигонные испытания применяются выборочно для отдельных партий труб, тогда как лабораторные испытания, обладающие большой статистической ценностью, проводятся для каждой трубы и ее различных частей. Это приводит к необходимости использования объективных лабораторных критериев трещиностойкости, отыскания их связи между собой и с результатами полигонных испытаний.

Для современных высоковязких трубных сталей известные лабораторные методы и варианты испытания склонности материалов к хрупкому разрушению оказались недостаточно пригодными и

информативными. К тому же структура листа (труб) нового поколения, полученная по технологии контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением, обусловила особый механизм макровязкого разрушения.

Отсюда актуальность темы диссертации и обоснованность поставленной в работе цели.

В основу диссертации положены собственные экспериментальные и теоретические разработки, а так же экспериментальные данные ОАО «Газпром» и ОАО «РосНИТИ», полученные в рамках научно-технического сотрудничества.

Цель работы: на основе исследований микроструктуры и фазового состава, комплекса механических свойств и фрактографического анализа установить параметры, коррелирующие с трещиностойкостью сталей типа 05Г2МБТ промышленной выплавки, используемых в качестве основного металла сварных прямошовных труб магистральных газопроводов.

В работе были поставлены и решены следующие **задачи:**

1. Установить особенности микроструктуры и фазового состава гетерофазных сталей класса прочности К65 (Х80), полученных по технологии контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением.
2. Изучить комплекс механических свойств данных сталей при испытаниях на растяжение и ударный изгиб.
3. Отыскать связь геометрических и фрактографических параметров изломов образцов Шарпи исследованных сталей с уровнем ударной вязкости.

Научная новизна.

1. Установлены особенности микроструктуры и фазового состава основного металла сварных прямошовных труб класса прочности К65 (Х80), ответственные за комплекс их механических свойств.

2. Сформулированы критерии трещиностойкости высоковязких гетерофазных сталей со сверхмелким зерном.

3. Предложена модель образования и роста расщеплений (вторичных трещин), возникающих при разрушении листового проката, изготовленного высокотемпературной деформацией по регламентированным режимам с ускоренным охлаждением. Разработанная модель возникновения и роста расщеплений положена в основу трактовки их влияния на трещиностойкость сталей.

Практическая значимость.

1. Сформулированы критерии трещиностойкости для аттестации вязких свойств сталей (труб) класса прочности К65 (Х80) при приемно-сдаточных испытаниях и после определенных периодов эксплуатации.

2. Предложены рекомендации по корректировке химического состава основного металла сварных труб большого диаметра, режимов контролируемой прокатки и ускоренного охлаждения листового проката для них.

На защиту выносятся следующие основные положения и результаты.

1. Особенности микроструктуры и фазового состава сталей (труб) различных производителей, снижающие их вязко-пластические характеристики.

2. Связь геометрических и фрактографических параметров изломов образцов Шарпи, разрушенных при испытаниях на ударный изгиб, с уровнем вязких свойств сталей для труб магистральных газопроводов.

3. Лабораторные критерии трещиностойкости высоковязких сталей повышенной прочности.

4. Модель образования и роста расщеплений в листовых сталях, полученных по режимам контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением, и трактовка их влияния на сопротивление вязкому разрушению.

Апробация работы:

Основные положения и результаты диссертационной работы доложены и обсуждены на: научно-техническом семинаре «Бернштейновские чтения» по ТМО металлов (г. Москва, 2011), XIX международной научно-технической конференции «Трубы» (г. Челябинск, 2011). V Всероссийской научно-технической конференции «Ресурс и диагностика материалов и конструкций» (г. Екатеринбург, 2011), XII-XIII международных научно-технических уральских школах-семинарах металловедов-молодых ученых (г. Екатеринбург, 2011-2012), VII Всероссийской научно-технической конференции «Механика микронеоднородных материалов и разрушение» (г. Екатеринбург, 2012).

Публикации:

По теме диссертации опубликовано 13 печатных работ, отражающих основное содержание диссертации, в том числе 5 статей в рецензируемых научно-технических изданиях, рекомендованных ВАК.

Структура и объем диссертации: диссертация состоит из введения, пяти глав, заключения и списка литературы из 116 наименований. Работа изложена на 157 страницах машинописного текста, содержит 86 рисунков и 18 таблиц.

СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во **введении** обоснована актуальность выбранной темы работы, дано общее направление исследований.

В **первой главе** представлен аналитический обзор литературы по исследуемому вопросу. Описаны особенности микроструктуры сталей класса прочности K65 (X80). Рассмотрены основные механические свойства и технологии производства листа из высокопрочных низкоуглеродистых микролегированных сталей, проблема обеспечения сопротивления растяженному вязкому разрушению современных трубных сталей. Поставлены цель и задачи исследования.

Во **второй главе** описаны материалы и методы исследования. В работе изучены образцы, вырезанные из основного металла сварных труб класса прочности K65 (X80) диаметром 1420 мм и толщиной стенки 27,7 мм, подвергнутых пневматическим полигонным испытаниям. Химический состав исследованных сталей приведен в табл. 1.

Таблица 1.

Химический состав исследованных сталей, масс. %

Сталь	C	Mn	Si	S	P	V	Nb	Ti	Cu	Ni	Cr	Al	Mo
1	0,08	1,85	0,39	0,001	0,013	0,02	0,05	0,02	0,17	0,22	0,19	0,03	0,13
2	0,06	1,82	0,21	0,004	0,005	0,04	0,04	0,02	0,24	0,22	0,02	0,04	0,18
3	0,06	1,69	0,20	0,002	0,006	0,04	0,07	0,02	0,06	0,22	0,03	0,03	0,21
4	0,05	1,81	0,20	0,008	0,014	0,02	0,05	0,02	0,24	0,35	0,04	0,04	0,22
5	0,05	1,81	0,21	0,002	0,009	0,03	0,07	0,02	0,03	0,24	0,09	0,03	0,02
6	0,07	1,67	0,27	0,002	0,007	0,02	0,05	0,01	0,18	0,20	0,18	0,04	0,20
7	0,05	1,84	0,20	0,009	0,013	0,03	0,07	0,02	0,06	0,22	0,08	0,02	0,22

Испытания на растяжение проводились по ГОСТ 1497, испытания на ударный изгиб образцов Шарпи проводились по ГОСТ 9454 в диапазоне

температур +20...-90 °С на испытательных машинах Instron 3382 и 9350, соответственно.

Фрактографический анализ проводился методами оптической и растровой электронной микроскопии. На поверхности разрушения образцов Шарпи выделялись следующие зоны (рис. 1):

- зона Θ , примыкающая к надрезу;
- однородная зона вязкого разрушения L_C ; поскольку в ней, как и в зоне Θ , механизм распространения магистральной трещины сдвиговой, то оценивался их общий размер;
- волокнистая (слоистая) зона вязкого разрушения (L_B);
- зона долома (L_D);
- зоны боковых откосов (λ).

Замер протяженности зон проводился в направлении распространения магистральной трещины.

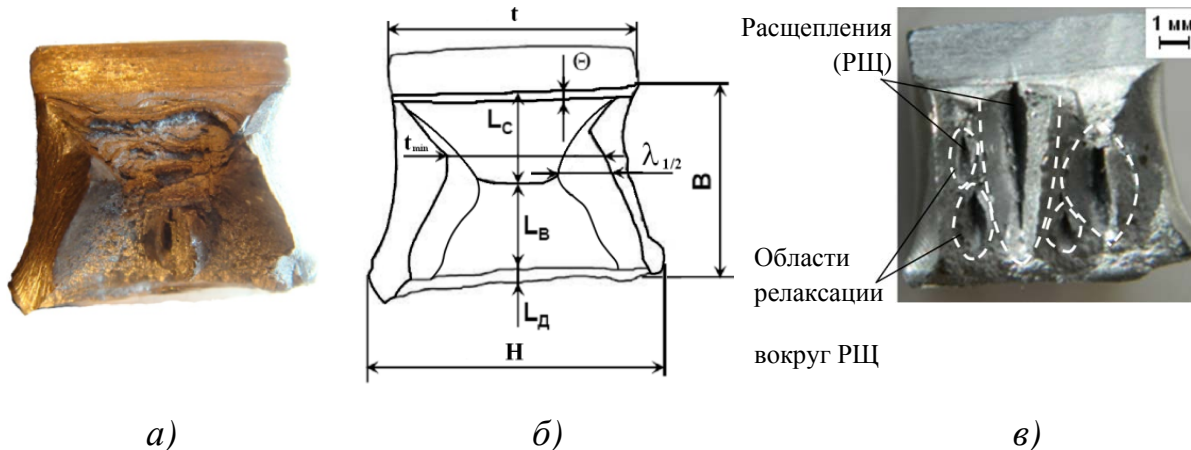


Рис. 1. Поверхность разрушения образца Шарпи (а), схема зон (б), расщепления (в).

Степень пластической деформации ε_t в области утяжки образца Шарпи рассчитывалась по формуле:

$$\varepsilon_t = \frac{t - t_{min}}{t},$$

где t – исходная ширина образца, t_{\min} – ширина образца в минимальном сечении после испытания.

Микроструктура сталей изучалась методами:

- оптической микроскопии на микроскопах «NEOFHOT-21» и «OLIMPUS JX 51» на шлифах, ориентированных параллельно и перпендикулярно оси трубы; определение величины зерна и количества структурных составляющих проводилось по ГОСТ 5639;

- электронной просвечивающей микроскопии на тонких фольгах и углеродных репликах, с использованием микроскопа JEM-2100, позволяющего изучать химический состав в локальных микрообъемах объектов размером $\sim 200 \text{ \AA}$ (20 нм) с помощью энергодисперсионного рентгеновского спектрометра JED-2300T; количественно оценивалось содержание титана, ниобия, кремния, железа, кислорода и меди в дисперсных частицах, захваченных в реплики.

В третьей главе приведены характеристики микроструктуры исследованных сталей класса прочности K65 (X80). Найдено, что микроструктура основного металла труб всех изученных сталей состоит из зерен феррита равноосной или вытянутой формы и участков, содержащих бейнит-мартенсит различной морфологии. В структуре встречаются островки остаточного аустенита и вырожденного перлита, общее содержание которых не превышает 5%. Стали являются высокочистыми по неметаллическим включениям, однако в отдельных трубах обнаруживаются крупные частицы нитридов титана (до 10 мкм), которые, вероятно, способствуют разноструктурности структуры.

Всем производителям удалось добиться сверхмелкого зерна феррита ($d_f \cong 3...5 \text{ мкм}$) и упрочняющих структурных составляющих ($d_{\text{уцс}} \cong 3 \text{ мкм}$) при их дозированном количестве (11...20%), что гарантировало необходимый уровень прочностных свойств. Основные недостатки структуры листов (труб) связаны с наличием полос, различающихся по

содержанию феррита и упрочняющих структурных составляющих, и разнотернистостью феррита.

По данным электронной микроскопии и микродифракции, а так же микрорентгеноспектральным анализом установлено, что дисперсионное упрочнение сталей реализуется за счет выделения частиц комплексных карбонитридов титана и ниобия размером 50-100 нм, карбидов ванадия и ϵ -фазы (чистой меди) размером 10-20 нм (рис. 2).

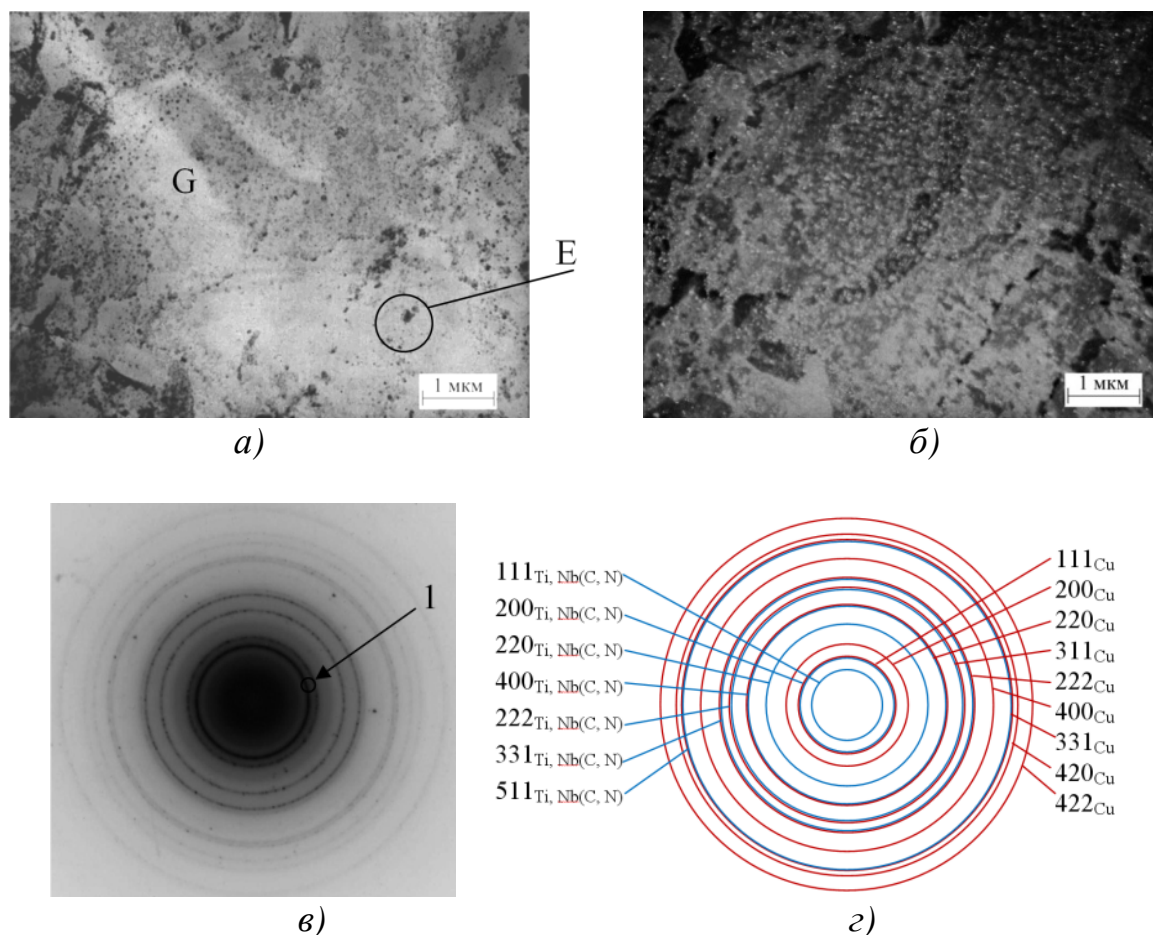


Рис. 2. Дисперсные выделения в стали №2 (реплика):

а) – светлопольное изображение, $\times 17000$; *б)* – темнопольное изображение с области Е, полученное в свете участка 1 на интерференционном кольце 111_{Cu} ($200_{\text{Ti(C, N)}}$) электронограммы на рис. 2, *в*, $\times 17000$; *в)* – микроэлектронограмма с области Е на рис. 2, *а*; *г)* – ее индцирование.

По характеру распределения структурных составляющих изученные стали можно разделить на две группы. Особенностью структур первой

группы сталей (№1, №3, №5, №6 и №7) является чередование полос с большим количеством упрочняющих структурных составляющих и полос с ферритными зернами равноосной или вытянутой формы размером 3...5 мкм (рис. 3а). Происхождение аperiodических полос шириной 100-150 мкм связано с неоднородностью микрообъемов по химическому составу вследствие дендритной ликвации. Полосы, обогащенные легирующими элементами, в первую очередь Mn и Mo, имеют повышенную устойчивость переохлажденного аустенита, и в них при ускоренном охлаждении после горячей прокатки листа формируется максимально большое количество сдвиговых продуктов превращения (бейнита/мартенсита).

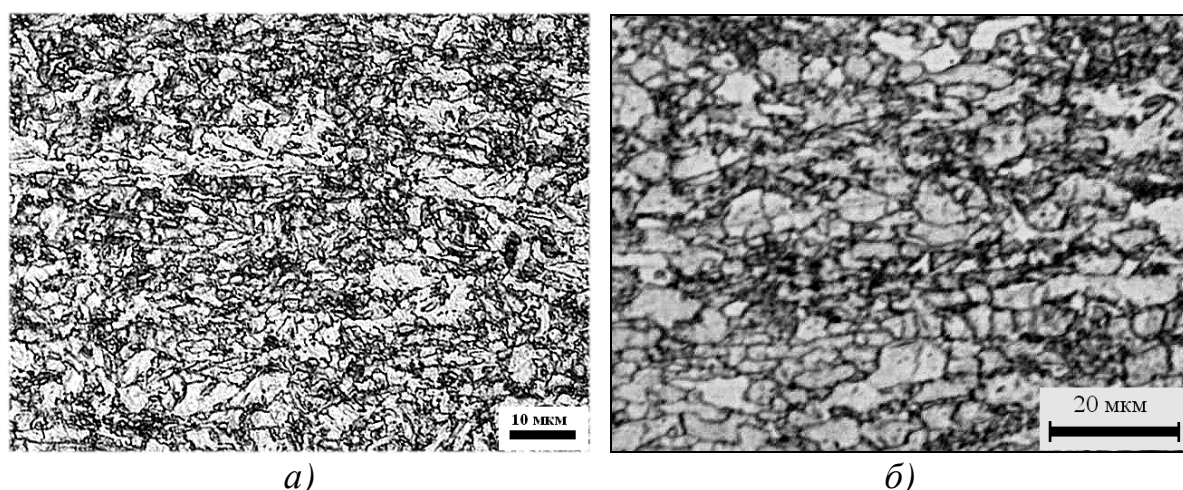


Рис. 3. Микроструктура стали №3 (а) и стали №2 (б) в сечении параллельном направлению прокатки.

Полосы на более низком масштабном уровне (шириной 10-20 мкм) ограничены длинными слегка изогнутыми границами, которые, очевидно, являются границами вытянутых бывших нерекристаллизованных аустенитных зерен или границами полос деформации внутри них.

Особенностью структуры сталей второй группы (№2 и №4) является наличие участков с относительно крупными ферритными зернами (до 20 мкм) на фоне однородной ультрадисперсной структуры со средним

размером зерен феррита 5 мкм (рис. 3б). В сечении, параллельном оси трубы, наблюдаются цепочки мелких (3...5мкм) округлых зерен феррита, расположенных вдоль слегка изогнутых границ, очевидно, бывших вытянутых нерекристаллизовавшихся зерен аустенита. Происхождение такой структуры, очевидно, связано с образованием крупных рекристаллизованных зёрен аустенита вследствие высокой температуры конца деформации (контролируемой прокатки) и (или) низкой плотности в этих микрообъёмах частиц карбонитридов Ti и Nb, сдерживающих развитие рекристаллизации. Формирование такой структуры не мешало трубам из сталей второй группы иметь исключительно высокие характеристики трещиностойкости.

Следующий вид несовершенства структуры состоит в вытянутости ферритных зёрен, что связано с проведением последних проходов при контролируемой прокатке в межкритическом интервале температур (ниже A_{r3}) и пластической деформацией уже выделившегося феррита. Такой феррит содержит повышенную плотность дислокаций, закреплённых выделениями карбонитридов, что неблагоприятно для вязкопластических характеристик стали и приводит к повышению прочностных свойств. Если деформация заканчивается в аустенитной области (выше A_{r3}), то дислокации внутри вытянутых зёрен аустенита успевают перестроиться в субграницы и при последующем охлаждении округлые субзёрна аустенита трансформируются в равноосные зёрна феррита. Такая структура при некотором снижении прочностных свойств обеспечивает наилучшую трещиностойкость, что видно на примере сталей второй группы.

В четвертой главе сформулированы критерии трещиностойкости изученных сталей, основанные на исследованиях механических свойств, геометрических и фрактографических параметров образцов Шарпи, разрушенных при испытаниях на ударный изгиб.

Механические свойства всех изученных труб отвечают требованиям API 5L (ISO 3183). Анализ сертификатов на лист и протоколов

лабораторных испытаний труб показал, что отсутствует прямая корреляция между содержанием углерода, легирующих элементов в сталях и комплексом их механических свойств. Необходимый уровень прочности и вязкости во многом достигается за счет контроля микроструктуры листа с помощью оптимизации технологических режимов производства.

У исследованных сталей (труб) при достаточно большом общем удлинении $\delta > 16\%$ имеется крайне высокое отношение $\sigma_T/\sigma_B = 0,93...0,95$. Это связано с тем, что значительная часть деформации образца (~60%) приходится на стадию сосредоточенной деформации, когда происходит зарождение и рост трещины, что свидетельствует о высоком сопротивлении сталей распространению трещины.

Аппроксимация уравнением Холломоны $S = K\varphi^n$ участка равномерной деформации диаграммы растяжения в истинных координатах показала удовлетворительную корреляцию с экспериментальными данными. Анализ истинных диаграмм растяжения показал, что величина работы пластической деформации (вязкости разрушения) A , в основном, определяется работой на стадии сосредоточенной деформации A_c , которая на порядок больше энергоемкости пластической деформации на равномерной стадии A_p . При этом вязкость растяжения A не чувствительна к уровню истинных пределов текучести $S_{0,2}$ и прочности S_B и пропорциональна напряжению разрушения S_K .

Тот факт, что вязкость растяжения A (A_c) и истинное напряжение разрушения S_K , описывающие значительные пластические деформации, коррелируют с уровнем ударной вязкости (KCV), позволило рассматривать эти характеристики в качестве критериев трещиностойкости.

Изучение энергетических и фрактографических параметров образцов Шарпи при разных температурах показало, что по своей природе все изученные стали являются высоковязкими, обладающими в диапазоне температур испытания $+20...-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ $KCV > 300\text{ Дж/см}^2$.

Из-за высокой вязкости разрушения исследованных сталей не всегда удается получить достоверные данные с помощью стандартной методики испытаний на ударный изгиб, поскольку при температурах испытания $T_{\text{исп}} \geq -20$ °С, а иногда и -40 °С, образцы не испытывают полное разрушение. В этой ситуации полезным оказывается фрактографический анализ. Установлено, что одним из критериев трещиностойкости сталей этого класса прочности может служить относительная протяженность зоны однородного вязкого разрушения L_c/B , где B – высота образца в месте надреза. Проведенные исследования позволили определить критическое значение этого параметра для изломов образцов Шарпи – $L_c/B \geq 25\%$, что соответствует уровню $KCV^{-40} = 250$ Дж/см², заложенному в технические требования ОАО «Газпром» к трубам для магистральных газопроводов высокого давления данного класса прочности.

Найдено, что для надежной аттестации трещиностойкости труб следует принимать во внимание не только значения KCV^{-40} , но и значения KCV^{-60} , а также их разницу ΔKCV , поскольку у большинства труб резкое падение вязкости происходит в этом температурном диапазоне. Трубы, у которых $\Delta KCV = KCV^{-40} - KCV^{-60} > 100$ Дж/см², не прошли полигонные испытания.

Исследование геометрических параметров образцов Шарпи после разрушения при различных температурах показало, что величина зоны λ (боковых отколов) и деформация в области утяжки ε_t коррелируют с уровнем ударной вязкости при ее значениях ниже 300 Дж/см². Это позволило рассматривать параметры λ и ε_t как геометрические критерии трещиностойкости сталей данного класса прочности.

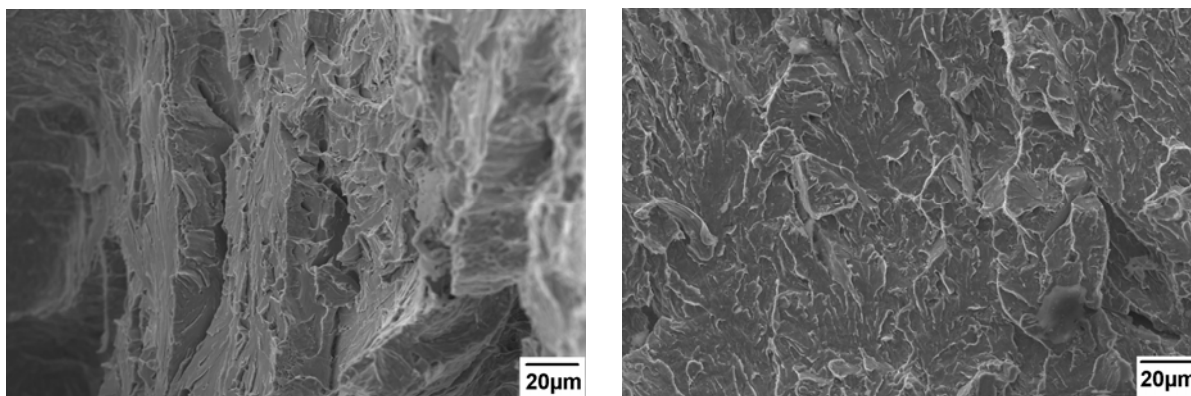
В пятой главе на примере образцов Шарпи описаны особенности разрушения сталей класса прочности К65 (Х80). По многочисленным литературным источникам существует определенная связь между данными испытаний на ударный изгиб и результатами полигонных испытаний.

Особенностью разрушения исследованных сталей является появление очаговых трещин, расположенных в плоскости перпендикулярной плоскости распространения магистральной трещины – расщеплений. Они формируются при всех видах испытаний: в шейке образцов на растяжение; в зоне L_B изломов образцов Шарпи (см. рис. 1в); в стенке труб, разрушенных при полигонных пневматических испытаниях. Влияние этих вторичных трещин на трещиностойкость на сегодняшний день является дискуссионным.

Установлено, что морфология расщеплений и тенденция ее изменения с понижением $T_{исп}$ имеют аналогичный характер для всех изученных сталей. Это дает возможность предполагать, что при всех видах испытаний расщепления формируются по одному и тому же механизму и оказывают одинаковое влияние на процесс разрушения.

Исследования с помощью растровой электронной микроскопии показали, что по всей глубине внутренние стенки расщеплений имеют хрупкий излом (рис. 4).

Поскольку образование трещины происходит под действием компоненты упругих напряжений перпендикулярной плоскости ее распространения, то возникновение расщепления приводит к глубокой релаксации σ_z – напряжения перпендикулярного к плоскости поверхности листа (плоскости залегания расщеплений). В результате, в окрестностях расщеплений формируется плосконапряженная область – область релаксации, аналогичная приповерхностной зоне λ (боковых откосов). В этих областях, вследствие высокой подвижности дислокаций, пластическое течение реализуется по плоскостям действия максимальных касательных напряжений, расположенным под углом 45° к плоскости излома (рис. 5). Установлено, что чем больше количество расщеплений, тем больше площадь релаксационных областей, которые иногда происходят в контакт и даже перекрываются.



а)

б)

Рис. 4. Микрорельеф внутренней стенки крупного (а) и мелкого (б) расщеплений.

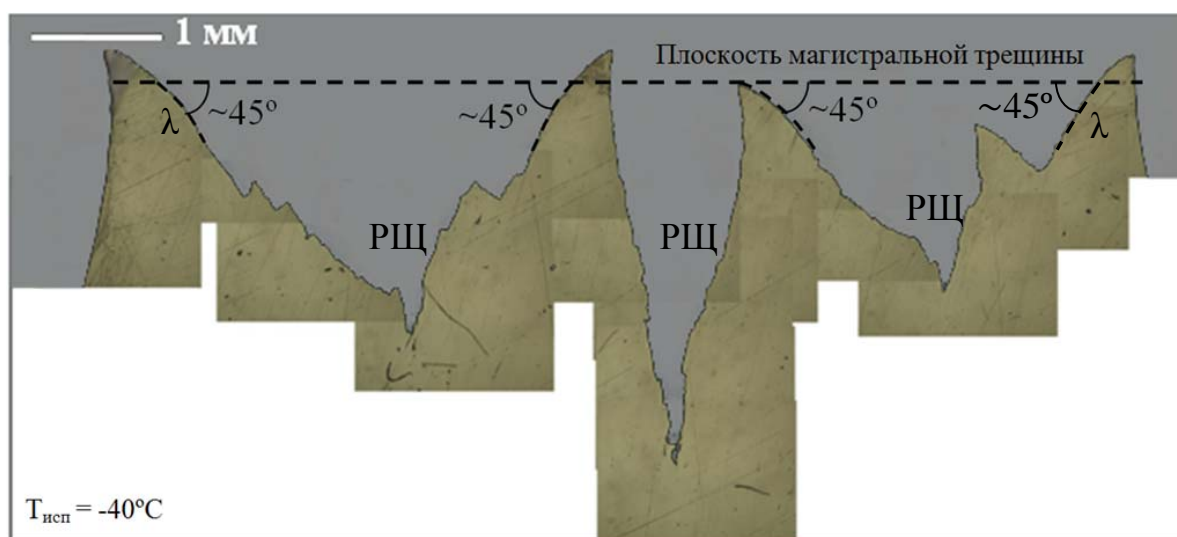


Рис. 5. Профиль излома образца Шарпи из стали №7.

Рельеф релаксационных областей тождественен рельефу боковых откосов образца и состоит из однородных по размеру ямок и ямок сдвига вблизи свободной поверхности (рис. 6), что обусловлено чисто вязким разрушением с максимальными энергозатратами.

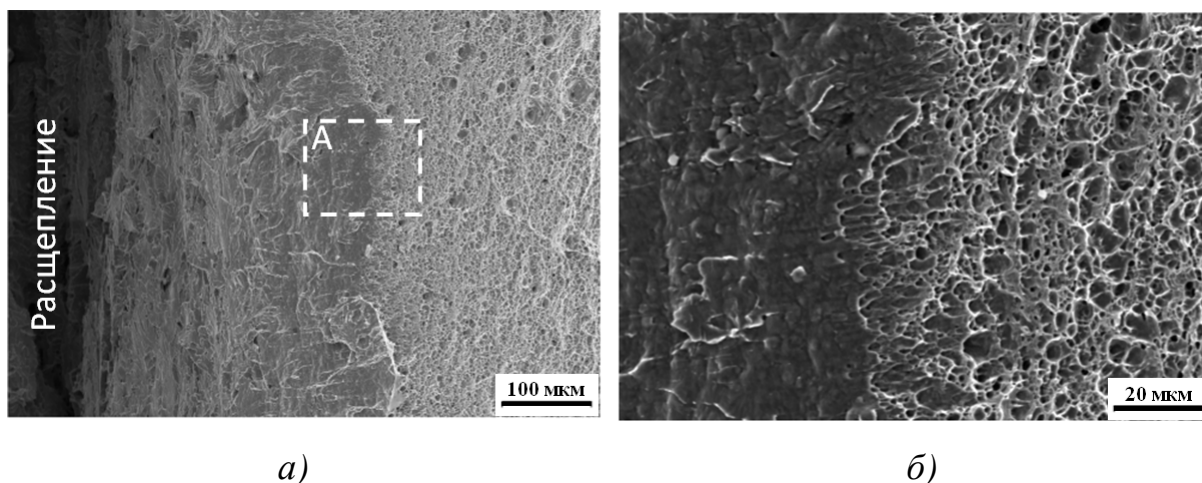


Рис. 6. Микрорельеф области релаксации вокруг расщеплений (а),
участок А (б) (сталь №7, $KCV^{-75}=171$ Дж/см²).

Следовательно, расщепления через образование окружающих их релаксационных областей способствуют сохранению макровязкого разрушения металла, препятствуя тем самым формированию хрупкого квадрата. Так, у образцов тех же сталей после аустенитизации и неполной закалки на то же количество бейнита/мартенсита расщепления отсутствуют. Вместо них в том же интервале температур испытания $T_{исп} < -40^{\circ}\text{C}$ формируется хрупкий квадрат, т.е. охрупчивание происходит по обычному механизму.

Эти наблюдения позволили сделать следующие заключения:

- образование расщеплений связано с элементами структуры, скорее всего, с протяженными большеугловыми границами, которые формируются в ходе горячей безрекристаллизационной деформации;
- для возникновения расщеплений требуется определенная подвижность дефектов, поскольку они возникают под действием σ_z в объемах с трехосным напряженным состоянием, которое реализуется при слоевом течении металла после больших степеней деформации.

Данные положения взяты за основу предложенной модели образования расщеплений и областей релаксации вокруг них.

В результате возникновения релаксационных областей вокруг расщеплений реализуется своеобразный механизм снижения вязкости сталей класса прочности К65 (Х80), позволяющий сохранить макровязкий механизм разрушения до весьма низких температур испытания (высоких скоростей деформации).

Таким образом, в исследованных сталях (трубах) со структурой, сформированной при контролируемой прокатке с ускоренным охлаждением, переходу к чисто хрупкому разрушению предшествует действие других механизмов разрушения. Это придает многостадийный характер потере вязкости стали в широком интервале температур испытания. Так, уменьшение вязкости у большинства исследованных сталей при снижении температуры испытания до $T_{исп} \leq -60\text{ }^{\circ}\text{C}$ сопровождается уменьшением размера расщеплений и областей релаксации, образованием между ними микроучастков с хрупким изломом и вырывами. Наконец, когда KCV достигает значений ниже $\sim 40\text{ Дж/см}^2$, расщепления в изломе исчезают и возникает хрупкий квадрат.

ОБЩИЕ ВЫВОоды

По результатам исследования основного металла прямошовных сварных труб диаметром 1420 мм с толщиной стенки 27,7 мм класса прочности К65 (Х80) были сделаны следующие выводы.

1. Найдено, что основной металл всех труб имеет ультрамелкое зерно феррита ($d_{\phi} = 3...5\text{ мкм}$) и бейнита/мартенсита ($d_{\text{Б-М}} \approx 3\text{ мкм}$) при их дозированном количестве (11...20%). Основными недостатками структуры листов (труб) являются полосчатость на различных масштабных уровнях и разнотернистость. Для некоторых сталей характерно наличие крупных частиц (до 10 мкм) нитрида титана. Трубы, в структуре которых имеется совокупность этих факторов, обладают пониженной трещиностойкостью ($KCV^{-40} \leq 250\text{ Дж/см}^2$ и $\Delta KCV = KCV^{-40} - KCV^{-60} > 100\text{ Дж/см}^2$) и не прошли полигонные испытания.

2. В различно легированных сталях (трубах) электронно-микроскопически обнаружены выделения дисперсных частиц. Расчет микроэлектнограмм и локальный рентгеноспектральный анализ показал, что сравнительно крупные частицы (50-100 нм), выделившиеся, очевидно, в аустените, являются карбонитридами $Ti, Nb(C, N)$ с соотношением Nb/Ti от 0,5 до 7,6. Мелкие частицы (10-20 нм) в сталях с повышенным содержанием Cu являются выделениями ϵ -фазы (чистой Cu), сформировавшимися в феррите и бейните, или выделениями VC , образовавшимися в феррите ванадийсодержащих сталей. Обосновано, что выделения обоих типов, ответственные за дисперсионное упрочнение трубных сталей, несколько снижают их вязкопластические характеристики, что более слабо выражено у частиц ϵ -фазы (Cu), чем у карбонитридных частиц.

3. Предложена модель возникновения расщеплений (вторичных трещин на поверхности разрушения сталей), как результат раскрытия протяженных границ, возникших при безрекристаллизационной горячей деформации (контролируемой прокатке) листа. Исходя из предложенной модели, сформированы рекомендации по увеличению трещиностойкости труб из сталей K65 (X80), включающие в себя повышение температуры конца прокатки листа, снижение содержания в стали ванадия и увеличение скорости последеформационного охлаждения.

4. Показано, что вокруг расщеплений формируются особые релаксационные области, рельеф которых тождественен рельефу зоны λ (боковых откосов образца), являющейся наиболее энергоемкой при распространении магистральной трещины. Это, как и анализ сериальных кривых ударной вязкости, позволило заключить, что расщепления, оказывая эффект подобный свободной поверхности тела, препятствуют образованию хрупкого квадрата, чем способствуют сохранению макровязкого разрушения.

5. Обнаружено, что снижение вязкости изученных сталей сопровождается последовательным, а, зачастую, и одновременным проявлением в изломах образцов Шарпи ряда эффектов:

- уменьшением зоны однородного вязкого разрушения L_C и, соответственно, увеличением зоны волокнистого вязкого разрушения L_B ;
- появлением расщеплений и релаксационных областей, ростом их количества при уменьшении размеров;
- формированием хрупких микрообластей между расщеплениями;
- возникновением вырывов;
- образованием хрупкого квадрата.

6. Разработаны критерии трещиностойкости, позволяющие проводить аттестацию листов (труб) из сталей класса прочности K65 (X80):

- энергетические: истинное сопротивление разрыву (S_k), вязкость растяжения (A) и $\Delta KCV = KCV^{-40} - KCV^{-60}$ при испытаниях на растяжение и ударный изгиб, соответственно;
- фрактографические и геометрические на образцах Шарпи: относительная протяженность зоны однородного вязкого разрушения L_C/B , ширина зоны боковых отколов λ , степень пластической деформации в области утяжки образца ε_t .

Основное содержание работы изложено в следующих публикациях.

В рецензируемых научных журналах, определенных ВАК:

1. Арабей А.Б. Микроструктура и дисперсные фазы в высокопрочных сталях газопроводных труб большого диаметра / А.Б. Арабей, В.М. Фарбер, И.Ю. Пышминцев, А.Г. Глебов, О.В. Селиванова, Н.В. Лежнин // Наука и техника в газовой промышленности. – 2011. – №4. – С. 86-92.

2. Фарбер В.М. Вклад дисперсных фаз в формирование структуры и свойств высокопрочных трубных сталей / В.М. Фарбер, А.Б. Арабей, И.Ю. Пышминцев, О.В. Селиванова, А.О. Струин, Н.В. Лежнин // Производство проката. – 2011. – № 11. – С. 14-21.

3. Арабей А.Б. Микроструктура и дисперсные фазы трубных сталей класса прочности X80 для магистральных газопроводов / А.Б. Арабей, В.М. Фарбер, И.Ю. Пышминцев, А.Г. Глебов, О.В. Селиванова,

В.Е. Баженов, Н.В. Лежнин // Известия ВУЗов черная металлургия. – 2012. – №1. – С. 30-37.

4. Фарбер В.М. Модель возникновения и роста расщеплений / В.М. Фарбер, И.Ю. Пышминцев, А.Б. Арабей, В.А. Хотинов, Н.В. Лежнин, М.А. Мальцева // Известия ВУЗов черная металлургия. – 2012. – №5. – С. 34-40.

5. Арабей А.Б. Лабораторные критерии трещиностойкости высокопрочных сталей для труб магистральных газопроводов / А.Б. Арабей, В.М. Фарбер, И.Ю. Пышминцев, В.А. Хотинов, Н.В. Лежнин // Физика металлов и материаловедение. – 2012. – том 113. – №4. – С. 433-439.

Другие публикации:

6. Фарбер В.М. Структура и дисперсные фазы в высокопрочных трубных сталях / В.М. Фарбер, В.А. Хотинов, О.В. Селиванова, Н.В. Лежнин // Сб. докладов науч.-технич. семинара «Бернштейновские чтения по термической обработке металлических материалов». – М.: НИТУ «МИСиС». – 2011 – С. 48.

7. Фарбер В.М. Исследование трещиностойкости листов из низкоуглеродистых феррито-бейнитных сталей, полученных контролируемой прокаткой с ускоренным охлаждением / В.М. Фарбер, В.А. Хотинов, Н.В. Лежнин // Сб. докладов науч.-технич. семинара «Бернштейновские чтения по термической обработке металлических материалов». – М.: НИТУ «МИСиС». – 2011 – С. 94.

8. Фарбер В.М. Механические свойства сталей типа 05Г2СМБ после ТО по различным режимам / В.М. Фарбер, О.В. Селиванова, Н.В. Лежнин // Сб. трудов V Российской науч.-технич. конф. «Ресурс и диагностика материалов и конструкций». – Екатеринбург: УрО РАН. – 2011. – С.167.

9. Фарбер В.М. Фрактографическая диагностика трещиностойкости труб большого диаметра по результатам испытаний ударной вязкости / В.М. Фарбер, О.В. Селиванова, Н.В. Лежнин // Сб. трудов V Российской

науч.-технич. конф. «Ресурс и диагностика материалов и конструкций».
– Екатеринбург: УрО РАН. – 2011. – С. 168.

10. Лежнин Н.В. Исследование микроструктуры и мех свойств сталей типа 05Г2СМБД и 08Г2СМБФ после контролируемой прокатки и ускоренного охлаждения // Сб. науч. трудов XII международной науч.-технич. уральской школы-семинара метариаловедов-молодых ученых. – Екатеринбург: УГТУ-УПИ. – 2011. – С. 51.

11. Лежнин Н.В. Дисперсные фазы в сталях типа 05Г2СМБД и 08Г2СМБФ для магистральных газопроводов. // Сб. науч. трудов XII международной науч.-технич. уральской школы-семинара метариаловедов-молодых ученых. – Екатеринбург: УГТУ-УПИ. – 2011. – С.52.

12. Фарбер В.М. Особенности разрушения сталей класса прочности К65(Х80) для магистральных трубопроводов / В.М. Фарбер, В.А. Хотинов, Н.В. Лежнин // Сб. материалов VII Российская науч.-технич. конференции «Механика микронеоднородных материалов и разрушение. – Екатеринбург: УрО РАН. – 2012.

13. Лежнин Н.В. Возникновение и рост расщеплений в высокопрочных трубных сталях // Сб. науч. трудов XIII международной науч.-технич. уральской школы-семинара метариаловедов-молодых ученых.– Екатеринбург: УГТУ-УПИ. – С. 82.

Подписано в печать 11.10.2013 г. Объем – 1 п.л. Тираж 100 экз. Заказ №

Ризография НИЧ УрФУ

620002, г. Екатеринбург, ул. Мира, д. 19